

〔原著〕 松本歯学 2 : 129~139, 1976

鑄造精度に関する研究(その6)  
鑄造用 Co-Cr-Ni 系合金の性質と鑄造条件について

伊藤充雄, 永沢 栄, 高橋重雄

松本歯科大学 歯科理工学教室 (主任 高橋重雄 教授)

Studies on the Accuracy of Castings

Part 6, On the properties of Co-Cr-Ni system alloy casting  
under various condition

MICHIO ITO, SAKAE NAGASAWA, SHIGEO TAKAHASHI

*Department of Dental Technology, Matsumoto Dental College*

*(Chief: Prof. S. Takahashi)*

Summary

The relations among the microstructure to mechanical properties and the effects of the mould temperature and the sprue diameters to the casting defects had been studied on Co-Cr-Ni system alloy prepared with various casting conditons and cooling methods. They were molten at 1450 °C or 1500 °C and cast into the moulds heated at 500 °C, 700 °C, 900 °C or at room temperature. Moulds containing the castings were cooled to room temperature by the following 4 methods ;1) put on the bench just after the casting, 2) put on the bench after kept in the furnace at each mould temperature for 2 hours, 3) kept in furnace till getting room temperature in order to cool slowly or 4) quenched into the water.

Results were as follows ;

- 1) Increased mould temperature made to decrease the hardness of the castings, but the casting temperature of molten metal was unaffected to the hardness.
- 2) High temperature mould increased the hardness of the castings cooled in the furnace.
- 3) The hardness of the castings quenched into the water was resembled to that of colling on the bench to room temperature.
- 4) Tensile and yield strength of these alloys were increased, when they were cast in to room temperature mould.
- 5) The maximum elongation was obtained in the spesimens cast into moulds at room temperature, and the minimum one was obtained in them cooled in the furnace.
- 6) On the microstructure grain growth was prominent in the specimens prepared with high temperature moulds. Most precipitates were observed in the specimens cooled from 900 °C in the furnace.
- 7) The increase in diameter of sprue decreased the casting defects.

## 緒 言

近年、Co-Cr-Ni 系合金は鑄造床だけでなく金合金に代って架工義歯に広く使用されはじめてきた。しかしながら歯冠修復用合金として、この合金は高溶融点、鑄型材料、鑄造精度、鑄造欠陥など実用化に困難な問題がある。その問題点のひとつとして、著者らは鑄造精度について、従来、緩衝材として用いられているアスベストリボンの代りに高温での変形能が十分に得られる  $Al_2O_3$  と  $SiO_2$  の繊維からなるカウールを用い、その鑄造精度が約 0.2% 向上することを報告した<sup>1)</sup>。本報はこの Co-Cr-Ni 系合金の鑄造条件が機械的性質におよぼす影響について検討した。その合金の性質に影響をおよぼす因子としては鑄込温度、鑄型温度そして鑄造後の冷却条件などが考えられる。それらの条件を変動させて作製した鑄造体について、かたさ、引張強さ、降伏強さ、伸びについて測定した。さらに、機械的性質を劣化する要因としては鑄造欠陥が考えられるところから鑄造条件を鑄造欠陥の関連性についても検討を加えた。本報は以上のような実験からすぐれた性質を有する Co-Cr-Ni 系合金の鑄造条件について示唆を得たので報告する。

## 実験材料および実験方法

### 1. 実験材料

本実験での各種鑄造条件と機械的性質との関連性については表 1 の鑄造用 Co-Cr-Ni 系合金(矢

表 1：実験に使用した合金の成分(%) (メーカー表示)

	Co	Cr	Ni	Mo	etc
Sankin H	57	20	3	-	17
Nobilium	60	30	1	5	4
Yata	50	25	17	4	4

田社製)を用いた。また、鑄造欠陥についてはノビリウム合金(ノビリウム社製)とサンコリウム(三金社製)を用いて実験を行なった。

### 2. 試験片の作製条件

機械的性質を測定した試料は直径 2 mm、長さ 50 mm を有する針金を埋没材セラベスト(GC 社製)を用い埋没して鑄型を作製した。鑄造は高周

波遠心鑄造機により溶解後、パイロスコップ(千野社製)を用い、1450℃ と 1500℃ にて温度制御を行ない条件を一定とした。鑄造条件については次に示す。

1) 鑄型温度、室温、500℃、700℃、900℃ に鑄込温度 1450℃ と 1500℃ にて各々鑄造を行ない、空冷した。

2) 鑄型温度、室温、500℃、700℃、900℃ に鑄込温度 1500℃ にて各々鑄造を行ない、ただちに鑄型を水中に投入した。

3) 鑄型温度、500℃、700℃、900℃、鑄込温度 1500℃ で鑄造を行ない、その鑄型温度を有する炉内にただちに挿入し、電源を切り炉内にて冷却した。降温速度は約 3.5℃/min であった。

4) 鑄型温度、500℃、700℃、900℃ に鑄込温度 1500℃ にて各々鑄造を行ない、その鑄型温度を有する炉内にただちに挿入し、2 時間加熱後、炉外にて空冷した。

### 5) 鑄造欠陥の観察試料の作製

鑄造欠陥の観察用試料は上部の直径 8 mm、下部の直径 7 mm、高さ 5 mm の台形を金型にてブルーインレーワックス(GC 社製)を用いて作製し、この台形をセラベストにて埋没し、鑄造した。鑄造条件は次に示す。

i) スプルー径を 1.2, 1.5, 1.8, 2.0 mm と変化させ、スプルー長さ 3 mm 一定、鑄型温度、700℃ 一定とし、1450℃ と 1500℃ で各々鑄造を行なった。

ii) スプルー径を 1.8 mm 一定として鑄型温度、室温、500℃、700℃、900℃ に鑄込温度 1450℃ と 1500℃ にて各々鑄造を行なった。

### 3. 鑄造組織の観察

本実験における鑄造体の組織観察は引張試験を行なった後の試料を切断し、エポキシ樹脂にて包埋固定し、研磨を行なった。この研磨した試料を王水により腐食し、HM 型金属顕微鏡により観察した。

### 4. かたさの測定

鑄造体のかたさはマイクロビッカースかたさ計(島津社製)を用い、荷重 300 g 加重時間 15 秒で測定した。

### 5. 引張試験

引張試験についてはオートグラフ(島津社製) 1 S-5000 を用い、鑄造体の引張試験を行なった。

この引張試験結果から伸びと降伏強さについても検討した。

## 6. 鑄造欠陥について

各鑄造体の鑄造欠陥については  $\text{Co}^{60}$ ,  $\gamma$  線（日立社製）を用い、非破壊検査を行なった。その各鑄造体をエポキシ樹脂にて包埋し、繰返し研磨によって欠陥部の検出を行なった。この検出した欠陥部を 1/1000 mm の精度を有するデジタル台付投影機（東京光学社製）を用い、スプルー部からの欠陥深さの最大値を測定した。

## 実験結果

### 1. 鑄造組織について

各鑄造体の組織を観察した結果については、図 1～2 に示す。図 1 の a, b については鑄造後、空冷した試験片の組織を示す。図中 150-RA, 145-5A の記号については 150 は 1500℃ の鑄込温度, R は室温鑄型, A は空冷を示す。また, 145 は 1450℃ の鑄込温度を示し, 5 は 500℃ の鑄型温度, A は空冷を示す。この結果によると 1450℃ と 1500℃ の鑄込温度の差は組織観察上明白では

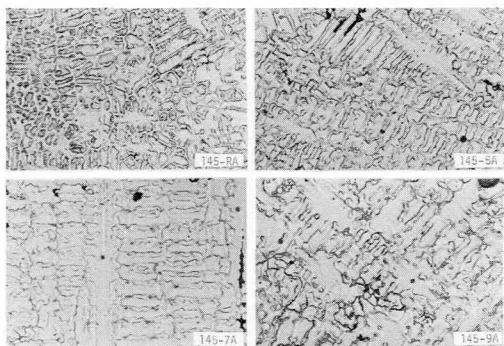


図 1-a : 1450℃ にて鑄造後、空冷した組織

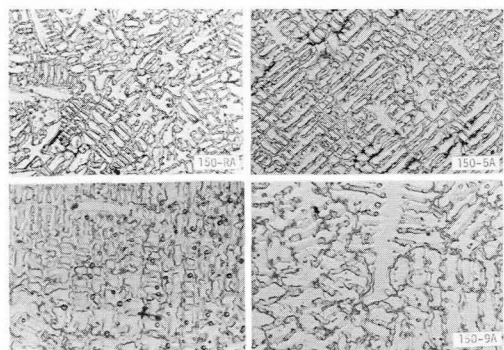


図 1-b : 1500℃ にて鑄造後、空冷した組織

ない。しかしながら 1450℃ と 1500℃ の鑄込温度の両者においては鑄型温度が上昇するともなつてデンドライト組織は粗大化の傾向が認められる。図 1-C には室温, 500℃, 700℃, 900℃ の各々の鑄型に鑄造後、ただちに水中急冷した試験片の組織を示す。なお図中 W は水中急冷した事を示す。この組織観察結果によると 150-A と 150-W 試料との組織上の差は認められない。図 2-左は室温, 500℃, 700℃, 900℃ の鑄型に 1500℃ で鑄造後、その鑄型を個々の鑄型温度と同様の温度を有する炉内に 2 時間加熱し、空冷した組織観察の結果である。図中 150-72 A の 150 は 1500℃ 鑄込温度 7 は鑄型温度, 2 は加熱時間, A は空冷を示す。これらの組織観察の結果において 150-92 A の基地に微細な析出物が認められる。図 2-右は個々の鑄型に鑄造後、その鑄型を鑄型温度と同様の温度を有する炉内に挿入し、電源を切り炉冷した試料の組織観察の結果である。図中 F は炉冷を示す。この結果によると, 150-7 F と 150-9 F の試料に析出物が認められる。

### 2. かたさおよび引張試験結果について

#### 1) 測定値の分散分析結果について

機械的性質に対する鑄込温度, 鑄型温度, 鑄型の冷却条件の影響は測定結果を分散分析し、その寄与率を算出した。表 2, 3 はかたさ, 引張強さ, 降伏強さ, 伸びに対するそれぞれの寄与率である。かたさは表 2 において鑄型温度の寄与率が 21.7% と高く、危険率 1% で有意であった。表 3 においては冷却条件が 36.1% と寄与率が高く、危険率 1% で有意であった。また、冷却条件と鑄型温度の交互作用が 12.1% の寄与率であり、危険率 1% で有意であった。

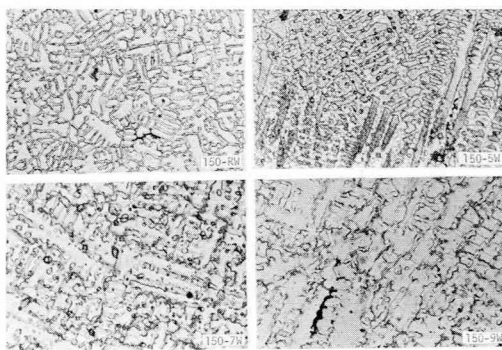


図 1-c : 1500℃ にて鑄造後、水中急冷した組織

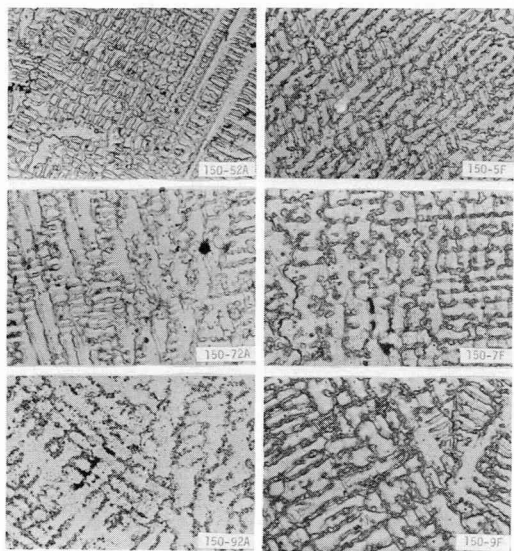


図2：左側は1500℃で鑄造し，鑄型温度で2時間加熱した後，空冷した組織。右側は同条件で鑄造した後，炉冷した組織。

表2：機械的性質に対する鑄込温度と鑄型温度の影響

因 子	寄 与 率			
	か た さ	引張強さ	降伏強さ	伸 び
A 鑄込温度	—	—	22.6**	—
B 鑄型温度	21.7**	40.1**	4.6	20.3*
C A × B	1.6	30.8**	18.0*	35.5**
e	76.7	29.1	54.8	44.2

\*：5% \*\*：1% 危険率

表3：機械的性質についての分散分析結果

因 子	寄 与 率			
	か た さ	引張強さ	降伏強さ	伸 び
A 冷却条件	36.1**	25.9**	44.2**	27.9**
B 鑄型温度	1.1	23.8**	2.2	18.3**
C A × B	12.1**	9.8	10.9	4.0
e	50.7	40.5	42.7	49.8

\*\*：1% 危険率

引張強さは表2に示されるように，鑄型温度が40.1%の寄与率で危険率1%で有意であった。また，鑄込温度と鑄型温度の交互作用においては寄

与率が30.8%と高く，危険率1%で有意であった。また，表3は冷却条件と鑄型温度の寄与率を示す。この結果によると冷却条件は25.9%，鑄型温度が23.8%と寄与率が高く，危険率1%で有意であった。降伏強さは鑄込温度が22.6%，鑄込温度と鑄型温度の交互作用が18%の寄与率であり，危険率1%で有意であった。また，表3においては冷却条件の寄与率が44.2%と高く，危険率1%で有意であった。

伸びは鑄型温度の寄与率が20.3%で，鑄込温度と鑄型温度の交互作用は寄与率が35.5%と高く，危険率1%で有意であった。また，表3にみられるように，冷却条件は27.9%，また鑄型温度が18.3%と寄与率が高く，両者ともに1%の危険率で有意であった。これらの測定値の有意性の認められるものについて，その結果を図に示し，以下種々検討した。

表4：鑄造欠陥深さについての分散分析結果

因 子	寄 与 率
A 合 金	3.8*
B 鑄 型 温 度	27.1**
C 鑄 込 温 度	7.7**
D A × B	11.1**
E A × C	10.9**
F B × C	—
G A × B × C	6.3*
e	33.1

\*：5% \*\*：1% 危険率

表4は鑄込温度と鑄型温度を変化させ鑄造欠陥の深さを測定した結果を分散分析した結果である。この表によると鑄型温度が27.1%鑄込温度7.7%，合金と鑄型温度の交互作用が11.1%，合金と鑄込温度が10.9%と寄与率が高く，危険率1%で有意であった。表5はスプルー径を変化させた場合の寄与率で合金17.7%，スプルー径44.3%，鑄込温度5.1%，合金とスプルー径の交互作用が12.2%，スプルー径と鑄込温度の交互作用が7.6%と高く，危険率1%で有意であった。

2) かたさ測定結果について

かたさ測定は1450℃と1500℃の鑄込温度で室温，500℃，700℃，900℃の鑄型に各々鑄造し，

表 5：鑄造欠陥深さについての分散分析結果

因 子	寄 与 率
A 合 金	17.7 **
B スプルー径	44.3 **
C 鑄込温度	5.1 **
D A × B	12.2 **
E A × C	2.2 **
F B × C	7.6 **
G A × B × C	0.9
e	10.0

\*\*99% 信頼限界

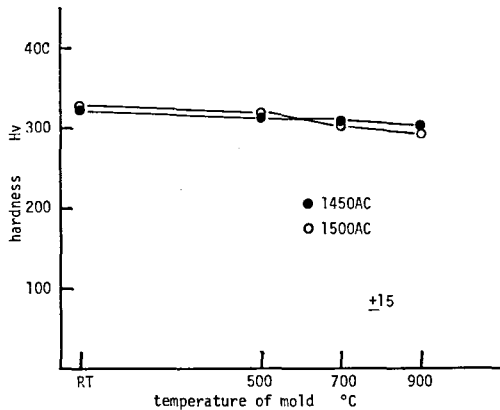


図 3：かたさと鑄型温度との関係

空冷した試料について行なった。この結果を図3に示す。図中の表示は1450℃の鑄込温度のとき1450ACとし、ACは空冷したことを示す。表2の結果で明らかなように鑄込温度の差は認められない。したがって、1450℃と1500℃の鑄込温度で室温鑄型に鑄造した試料のかたさの平均値は328 Hv, 500℃では314 Hvで室温鑄型に比べて約4%の減少, 700℃では308 Hvで約6%の減少, 900℃においては301 Hvで約8%の減少率であった。このように各々の鑄型に鑄造した試料のかたさは鑄型温度が高くなるにしたがってわずかに減少する傾向であった。図4は鑄造後の冷却条件の影響について炉冷(1500FC) 炉内に2時間加熱後空冷(1500-2hF-AC), 炉冷(1500FC)そして水中冷却(1500-WQ)の条件について検討した。なお、( ) 内の記号は図中に表示した略号である。図

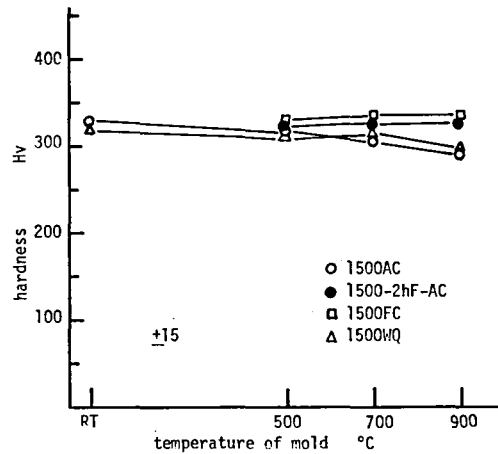


図 4：かたさと各種冷却条件との関係

によると1500WQのかたさは1500ACのかたさ測定結果と同様な傾向であり、鑄型温度上昇にともなうかたさは減少している。一方、1500-2hF-AC, と1500FCの試料におけるかたさは各々500℃では323, 319 Hv, 700℃では326, 323 Hv, 900℃では330, 326 Hvであり、この両者の差はない。そこで1500ACの各々の鑄型でのかたさと比較した場合、500℃では1500-2hF-ACと1500-FCにおいて約2%の増加, 700℃では約6%, 900℃では約10%のかたさが増加する傾向であった。このように鑄型温度の上昇にともなう1500-AC試料と比べて1500-2hF-ACと1500-FC試料のかたさは減少することなく増加の傾向を示していた。

## 3) 引張強さについて

引張強さの測定結果は図5に示す。表2で明ら

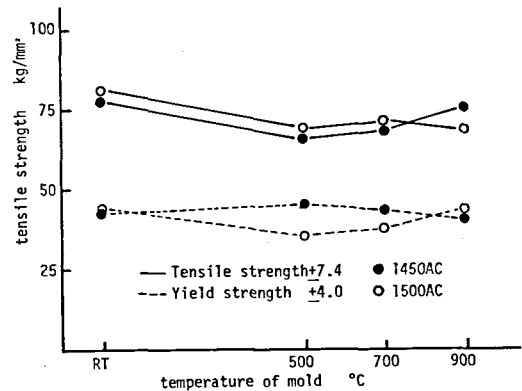


図 5：引張強さおよび降伏強さと鑄型温度との関係

かであるように、鑄込温度の影響は認められない、しかしながら鑄型温度、そして鑄込温度と鑄型温度との交互作用が各々認められている。1450-AC の各鑄型へ鑄造した試料の引張強さにおいては 500℃ 鑄型の試料が他のものに比べて低くなる傾向であった。また、700℃、900℃ と鑄型温度が高くなるにしたがって引張強さは大きくなる傾向であるが、室温の引張強さより大きくなることはなかった。1500-AC における引張強さは 1450-AC と同様な傾向であり、室温鑄型のその値は他の試料と比べて大きい結果を得た。また 500℃ 以上による試料の引張強さは差が認められなかった。以上の結果から 1450-AC と 1500-AC の室温鑄型の試料の引張強さの平均値は約 78 kg/mm<sup>2</sup>、500℃ 以上では 68 kg/mm<sup>2</sup> であり、高温鑄型の場合、室温鑄型の試料と比べて約 10% ほど引張強さは減少する傾向であった。

図 6 は鑄造後の冷却条件を炉冷(FC)、炉内に 2

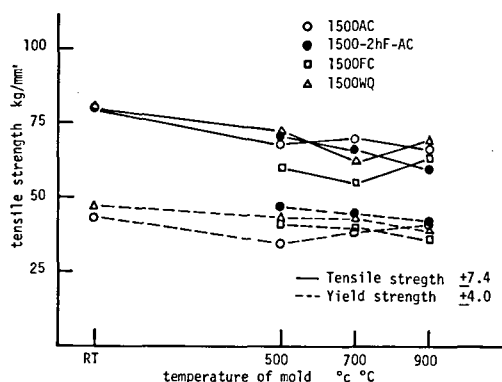


図 6：引張強さおよび降伏強さと各種冷却条件との関係

時間加熱後空冷 (2hF-AC)、水中冷却 (WQ) した各々の試料の引張試験を行なった結果を示す。1500-2hF-AC の試料における引張強さは 500℃ の 72.5 kg/mm<sup>2</sup>、700℃ では 66.4 kg/mm<sup>2</sup>、900℃ では 60.2 kg/mm<sup>2</sup> と鑄型温度が高くなるにしたがって小さくなる傾向を得た。1500-FC の引張強さについては 500℃ の 66.2 kg/mm<sup>2</sup>、700℃ の 56.4 kg/mm<sup>2</sup> そして 900℃ の 64.5 kg/mm<sup>2</sup> と 700℃ 鑄型での引張強さは小さくなる傾向であった。つぎに 1500-WQ における引張強さは室温鑄型の 79.8 kg/mm<sup>2</sup>、500℃ の 71.4 kg/mm<sup>2</sup>、700℃ の 62.1 kg/mm<sup>2</sup> そして 900℃ では 68.2 kg/mm<sup>2</sup> と

なり、傾向としては 1500-FC と同様であった。また 700℃ における引張強さは他の鑄型と比較して小さくなっており、特に室温鑄型より約 22% の減少であった。鑄造後の鑄型を炉冷することは引張強さをもっとも低下させた。

#### 4) 降伏強さについて

降伏強さは引張試験より測定を行なった。図 5 は降伏強さに対する鑄込温度と鑄型温度の影響についての結果である。1450-AC の降伏強さは室温鑄型の 42.2 kg/mm<sup>2</sup>、500℃ の 44.1 kg/mm<sup>2</sup> と 700℃ の 42.0 kg/mm<sup>2</sup>、900℃ の 39.9 kg/mm<sup>2</sup> であった。1500-AC においては室温鑄型の 43.5 kg/mm<sup>2</sup>、500℃ の 35.8 kg/mm<sup>2</sup>、700℃ の 38.6 kg/mm<sup>2</sup>、900℃ の 41.5 kg/mm<sup>2</sup> であった。1450-AC の 500℃ と 700℃ の降伏強さは 1500-AC 500℃ と 700℃ の鑄型の降伏強さよりも 500℃ において約 18%、700℃ においては約 7% 向上する傾向であった。室温鑄型と 900℃ における 1450-AC と 1500-AC の降伏強さの差は認められなかった。また、1450-AC の降伏強さは鑄型温度が上昇するにしたがってわずかに低下する傾向であるが、1500-AC においては逆に鑄型温度が上昇するにしたがって降伏強さは上昇する傾向であった。つぎに鑄造後の冷却条件を種々変化させたときの降伏強さについて測定した結果は図 6 に示す。この結果によると 1500-2hF-AC、1500-FC、そして 1500-WQ の降伏強さは 1500-AC の降伏強さとは逆に鑄型温度の上昇にともなって減少する傾向であり、低温鑄型に比べて約 10% ほど低下する結果を得た。

#### 5) 伸びについて

伸びの測定結果は図 7 と図 8 に示す。図 7 は鑄

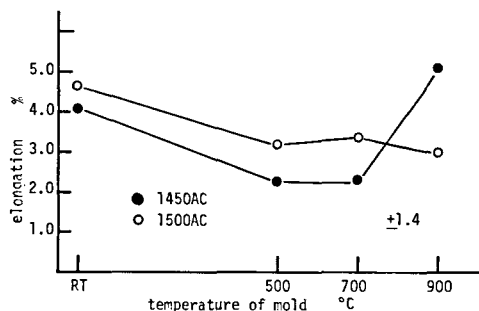


図 7：伸びと鑄型温度との関係

込温度 1450℃ (1450AC) と 1500℃ (1500AC) で各

鋳型に鋳造後、空冷した試料の伸びを測定した結果である。この結果によると室温鋳型では1450 ACと1500ACにおいて各々4.4% 4.6% 500°Cにおいて2.3%, 3.2%, 700°Cでは2.3%, 3.4%, 900°Cでは5.0%, 3.0%となり、伸びは室温鋳型が大きく得られた。また、500°Cと700°Cで小さくなる傾向があったが、1450ACの900°Cの伸びは他の伸びと比較して大きく得られた。

鋳造後の冷却条件を水中急冷、炉冷などした伸

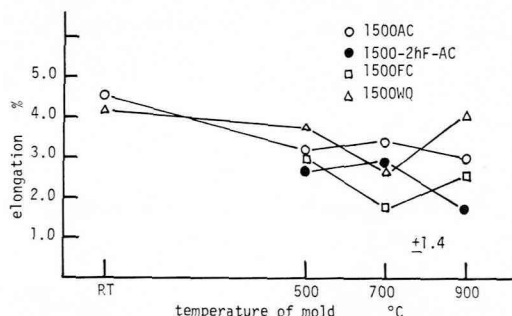


図8：伸びと各種冷却条件との関係

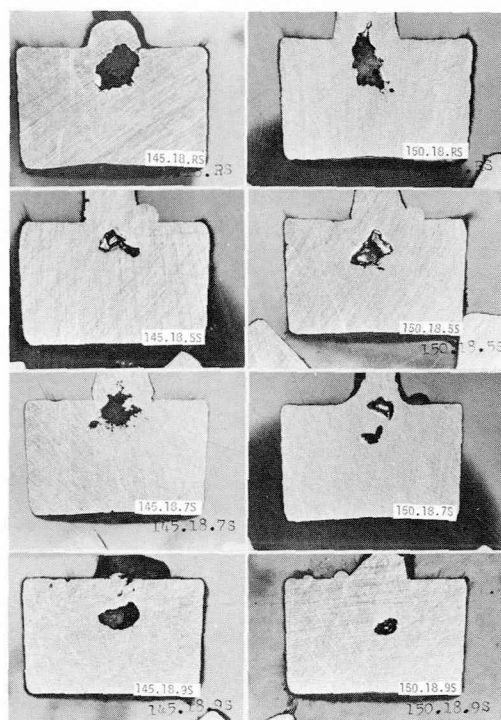


図9-a：鋳型温度と鋳造欠陥との関係

145 18 R S ①鋳込温度 1450°C (150:1500°C)

① ②③④ ②スプルー径 1.8 mm

③室温鋳型 (5:500°C)

④合金名 サンコリウム

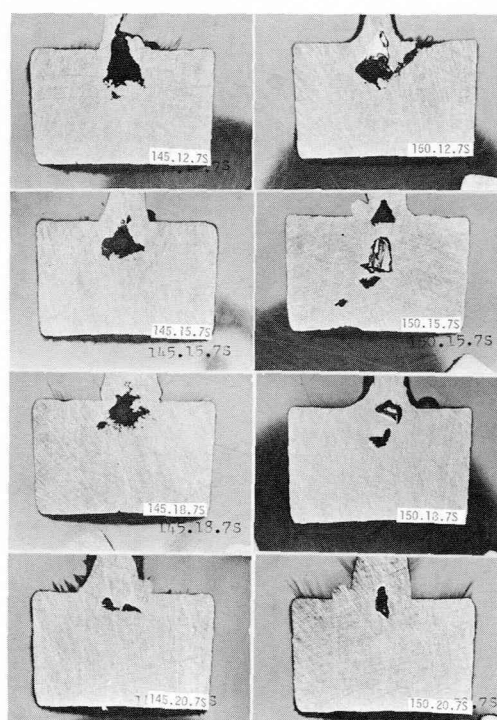


図9-b：スプルー名と鋳造欠陥との関係

145 12 7 S ①鋳込温度 1450°C (150:1500°C)

① ②③④ ②スプルー径 1.2 mm (20:2.0 mm)

③鋳型温度 700°C

④合金名 サンコリウム



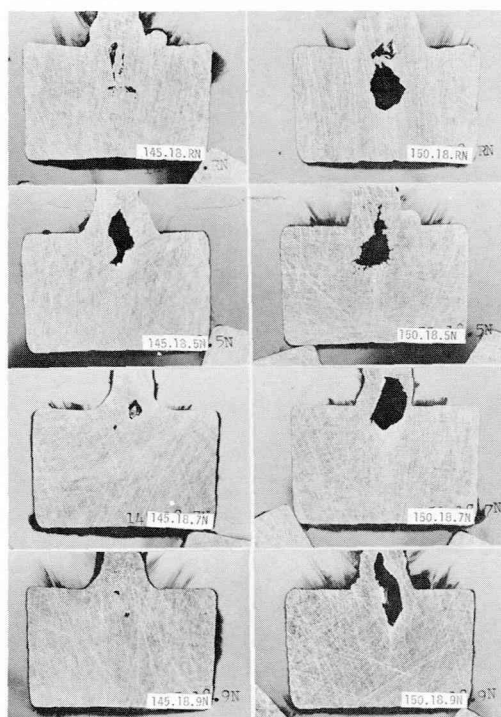


図9-c：鑄型温度と鑄造欠陥との関係

145 18 5 N ① 鑄込温度 1450℃ (150:1500℃)

① ②③④ ② スプレー径 1.8 mm

③ 鑄型温度 500℃

④ 合金名 ノビリウム

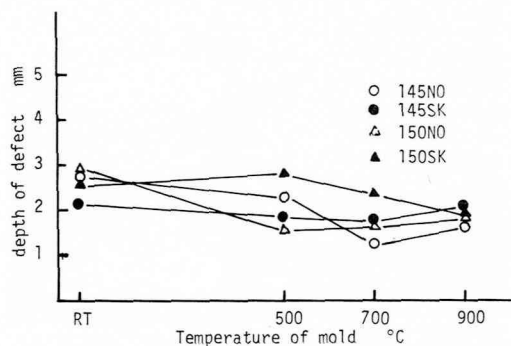


図10：鑄造欠陥と鑄型温度との関係

## 3. 鑄造欠陥について

鑄造欠陥については  $\text{Co}^{60}$   $\gamma$  線により非破壊検査した後、欠陥部を研磨して検討した。その結果を図9 a, b, c, dに示す。この検出した鑄造欠陥の深さをスプレー植立面から欠陥部の最大値をもって示した。この結果は図10と図11に示す。

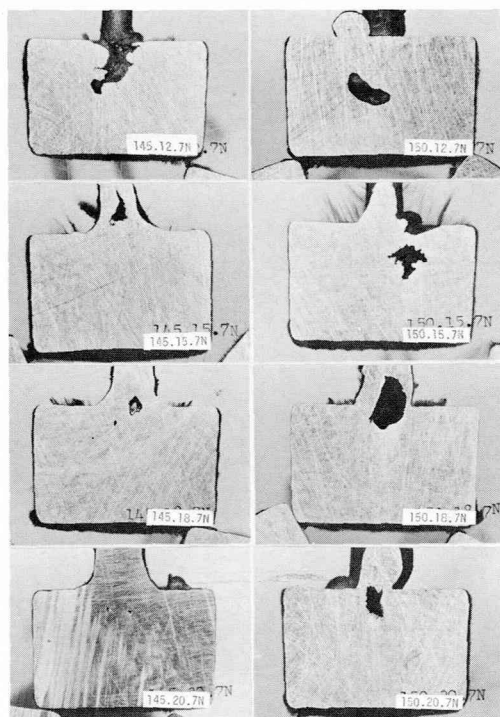


図9-d：スプレー径と鑄造欠陥との関係

145 15 7 N ① 鑄込温度 1450℃ (150:1500℃)

① ②③④ ② スプレー径 1.2 mm

③ 鑄型温度 700℃

④ 合金名 ノビリウム

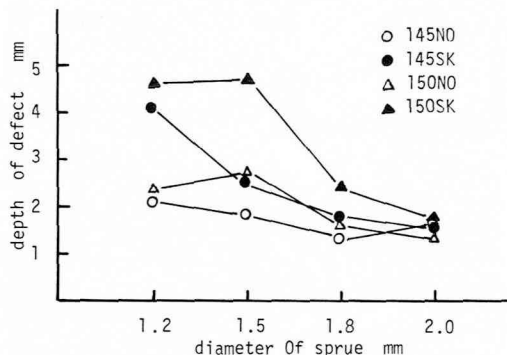


図11：鑄造欠陥とスプレー径との関係

図10は合金ノビリウム (NO) とサンコリウム (SK) を用い、鑄込温度、1450℃ (145) と 1500℃ (150) にて室温、500℃、700℃、900℃の鑄型に鑄造した試料の欠陥深さの測定結果である。鑄造欠陥深さは鑄型温度の影響をわずかに受け、鑄型温度が低いほど深さは大きくなる傾向であっ



た。また、合金と鑄型温度、合金と鑄込温度に各々交互作用が認められた。つぎに図 11 にはスプルー径を 1.2, 1.5, 1.8, 2.0 mm と各々変化させ 700°C の鑄型に鑄造した試料の鑄造欠陥深さを測定した結果である。この結果によるとスプルー径が大きくなるにしたがって、鑄造欠陥深さは小さくなり、スプルー部に近くなる。また、欠陥も少なくなる傾向であった。サンコリウムの鑄造欠陥深さはスプルー径によってノビリウムと比較して大きく影響を受け、その径が大きくなるほど鑄造欠陥深さは小さくなる傾向であった。またスプルー径と鑄込温度が鑄造欠陥深さにおよぼす影響としてはノビリウム合金の 2.0 mm のスプルー径を除いて鑄込温度が高いほど各スプルー径における、その欠陥深さは大きくなる傾向であった。なお  $\text{Co}^{60}$   $\gamma$  線による検査結果と研磨による鑄造欠陥検出とはよく一致したものであった。

## 考 察

### 1. 鑄込温度の影響

本実験で機械的性質に対する鑄込温度の影響は降伏強さにおいて認められた。この影響としては 500°C と 700°C 鑄型での降伏強さにおいて鑄込温度 1450°C が鑄込温度 1500°C よりも大きい結果を得た。室温鑄型と 900°C の鑄型における降伏強さは差が認められていない。この点について 50°C の温度差がゆっくり冷却する 900°C 鑄型により、また早く冷却する室温鑄型の冷却速度によって打ち消されたものと考えられるが明白ではない。降伏強さ以外に鑄込温度の影響は鑄型温度との交互作用が引張強さ、伸びについて認められている。引張強さと伸びへの鑄込温度の影響は室温から 700°C までは 1450°C よりも 1500°C のほうが大きい値を示している。しかし 900°C では逆に 1450°C のほうが両者ともに大きくなっている。炭素鋼などでは鑄込温度が高い場合、結晶粒の粗大化により伸びは大きくなることは事実であり、降伏強さは逆に小さくなると考えられるが本実験では明白な関連性が得られなかった。一方、組織観察とかたさ測定においても 1450°C と 1500°C の鑄込温度の影響は認められなかった。

### 2. 鑄型温度について

鑄型温度の影響は鑄造組織、かたさ、引張強さ、伸びに認められた。鑄造組織の場合は鑄型温度が

高いほどデンドライトの粗大化が観察された。これは Co-Cr-Ni 系合金が溶湯から固体に凝固する間の固体と液体との共存する時間が鑄型温度が低いほど短かく、逆に高いほど長くなる。この原因によって鑄造した試料の凝固様式に差を生じさせ溶湯の熱移動速度の大小に起因し、熱移動速度が大なほどその溶湯が凝固を終了するのが早くなる。したがって低温鑄型に鑄造することによって過冷現象を誘発し、結晶として成長可能な核が溶湯内に、高温鑄型と比較して多く生成することになり、結晶の微細化がおこる。この凝固様式によるものは等軸晶的なマクロ組織を呈している。一方、高温鑄型においては溶湯の熱量はゆっくり鑄型方向に移動するため、鑄型面より中心に向かって凝固が進行する、また結晶として成長可能な核の生成する絶対数が少ないために組織は粗大化の傾向にあり、そのマクロ組織は柱状晶組織を呈している。これらの理論は B. Chalmers や W. C. Wingerd らによって報告されており<sup>2) 3)</sup>、本実験において同様な傾向を得た。高温鑄型になるほど凝固組織は粗大化の傾向にあり、その粗大化にとまってかたさは減少していた。また引張強さも室温鑄型と比較して高温鑄型の場合は約 10 kg/mm<sup>2</sup> ほど低くなっている。この点について T. J. Cater らは鑄型温度そして鑄込温度が低い場合、結晶粒そして炭化物は微細化し、引張強さは向上することを報告している<sup>4)</sup>。図 1, 2 にみられる組織はこの T. J. Cater の報告と同様の傾向であった。

### 3. 冷却条件について

鑄造後の冷却速度は組織、かたさ、引張強さ、伸び、降伏強さに影響をおよぼすことが認められた。その冷却条件が組織にもっとも影響したのが 1500-FC と 1500-2hF-AC においてである。1500-FC の 700°C と 900°C、1500-2hF-AC の 900°C の試料の組織観察においてはデンドライトと基地との粒界に微細な析出物が認められた。また他の冷却による組織上の変化は認められなかった。かたさ測定においては 1500-AC と 1500-WQ は同様な傾向であり、鑄型温度が高くなるほどかたさは低下する傾向である。1500-2hF-AC と 1500-FC におけるかたさは鑄型温度が高くなるほど上昇する傾向であった。これは析出物によるものと考えられる。引張強さ、伸びは 1500-2hF

-AC と 1500-FC において高温で低下する傾向が認められている。この伸びの低下は析出物によると考えられ、この点について横堀はオーステナイト系合金などの破壊において、粒界に炭化物が析出することにより脆化すると報告している<sup>5)</sup>。

降伏強さは各冷却条件ともに鑄型温度が高温になるにしたがって低下する傾向を示していた。K. Asger らによると炭化物の分布状態が機械的性質を決定するとし、ラメラ状の析出物によって伸びと降伏強さは減少するとしている<sup>6)</sup>。H. J. Harcourt は鑄造後の冷却を早くしたとき引張強さは減少し、伸びは上昇するとしている。ゆっくり冷却したとき引張強さは上昇し、伸びは減少すると報告している<sup>7)</sup>。しかしながら本実験における冷却条件の違いによる、引張強さの変化は著しく認められなかったが、ゆっくり冷却した 1500-FC の高温から冷却した試料の強さは低下する傾向を示していた。また伸びについては H. J. Harcourt の報告と同様な傾向であった。

#### 4. 鑄造欠陥について

鑄造用 Co-Cr-Ni 系合金の鑄造欠陥は鑄込温度、鑄型温度とスプルー径によって影響を受けることは明らかとなった。この鑄造欠陥は溶湯の補給が十分に行なわれず、溶湯不足のために生じる引ケ巣と溶湯中のガスが凝固する過程で放出され、そのガスが外部に逃れることが出来ず内部に介在する欠陥とがある。本実験では前者が主であると考えられ、R. Wlodawerはこの鑄造欠陥の特徴において、引ケ巣内部にデンドライトが認められ、この鑄造欠陥と凝固の関連性は凝固の進行する過程での固液界面の固体と液体との接触角度によって溶湯補給の難易さが生じ、このことが原因

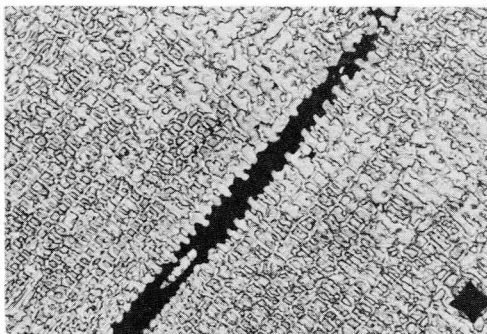


図12：鑄造欠陥組織

して欠陥が生じるとしている<sup>8)</sup>。図12は一次としてのデンドライトが成長後、溶湯の補給不足によって、基地となるとところが空隙となった状態を示している。また鑄型温度の低い場合、スプルー部と鑄造体との凝固は早くなり、スプルーからの溶湯補給が困難となる。したがって欠陥部は大きくなる傾向を示している。一方、スプルー部の凝固の終了する時間はスプルー径を変化させた場合、その径が大きくなるほどにスプルー部の熱量も高くなり、径の小さいものに比較して遅くなると考えられる。したがって鑄造体の凝固が終了する時間に近い状態でスプルー部が凝固を終了し、ある程度の溶湯補給がなされる。そのために欠陥部のしめる面積は少なくなる傾向であると考えられる。このスプルー部の凝固終了する時間を長くする方法については湯溜りなどがあり、多くの検討がなされている<sup>9) 10)</sup>。

## 結 論

鑄造用 Co-Cr-Ni 系合金の鑄造体の機械的性質については鑄込温度 1450℃ と 1500℃ で鑄型温度を室温、500℃、700℃ と 900℃ に各々鑄造した。その各々の鑄型に鑄造した後の冷却条件を空冷、水冷、炉冷など種々変化させ作製した試料について測定を行なった。この他に鑄造欠陥と鑄型温度との関係およびスプルー径と鑄造欠陥との関係についても検討した。

結果は次の通りである。

1) 鑄造後の空冷試料のかたさは鑄型温度が高くなるほどわずかに低下する傾向にあった。鑄込温度の差はかたさ測定結果においてみとめられなかった。

2) 炉冷試料は炉冷温度が高いほどかたさは大きくなる傾向であった。

3) 鑄造後、水中急冷した試料のかたさと空冷した試料のかたさはほとんど差が認められなかった。

4) 引張強さおよび降伏強さは室温鑄型に鑄造した試料が他の条件下で鑄造した試料よりも高い値を得た。

5) 伸びについては室温鑄型に鑄造した試料が大きくなる傾向であった。また伸びが小さくなる条件としては炉冷試料と2時間加熱後空冷した試料であった。

6) 組織観察においては高温鋳型に鋳造した場合、結晶の粗大化が認められた。また 900°C からの炉冷試料の析出物は著しいものがあった。

7) 鋳造欠陥深さにおいては鋳型温度の影響よりスプルー径の影響が大であり、スプルー径の太いほどスプルー直下に欠陥が集中する傾向であった。

8) 以上の結果から鋳造用 Co-Cr-Ni 系合金の機械的性質は高温鋳型に鋳造した試料に比べて低温鋳型に鋳造した試料はすぐれた傾向であった。

#### 文 献

- 1) 伊藤充雄, 永沢 栄, 高橋重雄, 山根照人, 桜井和子 (1976) 鋳造精度に関する研究 Co-Cr-Ni 系合金の鋳造精度その 4. 歯科学報, 76: 23~31.
- 2) Chalmers, B., (1964) Principles of Solidification, 150. John Wiley & Sons, Inc. New York.
- 3) Winged, W. C. (1964) An Introduction to Solidification of Metals, 38. Charles E. Tuttle Co. Inc. London.
- 4) Carter, T. J. Kido, J. N. (1965) The precision casting of Cobalt-Chromium alloy. Brit. dent. J. 18: 431-436.
- 5) 横堀武夫 (1963) 材料強度学, 岩波, 東京
- 6) Asger, K. and Peyton. F. (1961) Effect of microstructure on the physical properties of Cobalt-base alloys. J. dent. Res. 40: 63-72
- 7) Harcourt, H. J. (1964) The effects of variation in cooling rates and heat-treatment on Cobalt-Chromium alloys. Brit. dent. J. 2: 475-483.
- 8) Wlodawer, R. (1966) Directional Solidification of Steel Castings, 17 Pergamon Press Ltd. Dusseldorf.
- 9) 桜井貞雄, 鈴木 暎, 山口重雄 (1955) 湯溜りの効果に関する実験. 歯材器学会誌, 2: 77~81.
- 10) 新明永江 (1959) 湯溜りの効果に関する研究. 歯材器学会誌, 4: 26-45.